بررسی رفتار خستگی قطعات آلیاژ اینکونل ۶۲۵ تولیدشده با فرایند ساخت افزایشی مبتنی بر سیم و قوس الکتریکی*

مقاله پژوهشی

قاسم پیروزمنش[۱] محمود شریفی‌تبار[۲] مهدی شفیعی‌آفارانی[۳]

چکیده

در این پژوهش دیوارهٔ آلیاژ اینکونل ۶۲۵ با فرایند ساخت افزایشی مبتنی بر سیم و قوس تولید شد. سپس ریزساختار، سختی، خواص کششی در دمای محیط و دمای ۷۰۰ درجه سلسیوس و استحکام خستگی در محدودهٔ پرچرخه در دو راستای جوشکاری و رسوب‌دهی بررسی شد. مطالعات ریزساختاری نشان داد که دیوارهٔ حاوی دندریت‌های محلول جامد و فازهای بین‌دندریتی کاربید نیوبیوم، لاوه و دلتا (Ni_3Nb) بود. با افزایش ارتفاع دیواره مقدار سختی از محدودهٔ ۳۸۰ ویکرز در نزدیکی زیرلایه تا حدود ۳۰۰ ویکرز در بالای آن کاهش یافت. استحکام تسلیم و کششی دیوارهٔ تولیدی در راستای جوشکاری به‌ترتیب در حدود ۶/۶ و ۸/۶ درصد بالاتر و قابلیت تغییر طول ۲۳ درصد کمتر از خواص دیواره در راستای رسوب‌گذاری به‌دست آمد. نتایج آزمون خستگی با نسبت تنش ۰/۱ نشان داد که میانگین تعداد سیکل منجر به شکست آلیاژ در راستای جوشکاری بالاتر از راستای رسوب‌گذاری بود. شکست‌نگاری نمونه‌ها جوانه‌زنی سطحی ترک خستگی را نشان داد و تولید دیواره‌های سالم و بدون عیب با فرایند ساخت افزایشی مبتنی بر سیم و قوس را تأیید کرد.

واژه‌های کلیدی اینکونل ۶۲۵، خستگی سیکل بالا، ساخت افزایشی، کشش دمابالا

Fatigue Properties of Inconel 625 Alloy Parts Manufactured by Wire Arc Additive Manufacturing Method

G. Pirouzmanesh M. Sharifitabar M. Shafiee Afarani

Abstract

In the present study, Inconel 625 alloy walls were fabricated by wire arc additive manufacturing method. Microstructure, hardness, tensile properties at room temperature and 700 ˚C, and high-cycle fatigue strength in both welding and building directions of samples were evaluated. The microstructure of the wall contained dendritic Ni-based solid solution along with MC carbide, Laves, and delta inter-dendritic phases. Moreover, the Vickers hardness value decreased from 380 HV near the substrate to 300 HV in the top layer. Also, yield and tensile strengths along the welding direction were 6.6 and 8.6% higher and the elongation was 23% lower than the building direction, respectively. Furthermore, fatigue test results with the stress ratio of 0.1 showed that the number of cycles to failure was slightly higher in the welding direction. Fractography of the samples illustrated that all fatigue cracks initiated from the surface. This confirmed the soundness of the walls manufactured by this method.

Key words *Inconel 625; high-cycle fatigue; Additive manufacturing; high-temperature strength*.

* تاریخ دریافت مقاله ۹۹/۱۰/۳۰ و تاریخ پذیرش آن ۰۰/۱/۲۱ می‌باشد.

(۱) کارشناس ارشد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه سیستان و بلوچستان، زاهدان، ایران

(۲)نویسنده مسئول: استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشگاه سیستان و بلوچستان، زاهدان، ایران.

(۳) استاد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه سیستان و بلوچستان، زاهدان، ایران.

Email: msharifitabar@eng.usb.ac.ir

DOI: 10.22067/jmme.2021.68429.1005

مقدمه

فرایند ساخت افزایشی یکی از روش‌های نوین تولید قطعات مختلف مهندسی از جنس پلیمرها، سرامیک‌ها و فلزات است [1-10]. در این فرایند معمولا قطعه از طریق رسوب‌گذاری لایه روی لایهٔ مادهٔ مدنظر و براساس مدلی سه‌بعدی ساخته می‌شود[۲, ۳, ۵]. به‌منظور ساخت قطعات فلزی از یک منبع حرارتی مانند لیزر، پرتو الکترونی یا قوس الکتریک برای ذوب و اتصال مواد بهره گرفته می‌شود[1-11,9,6,5,3].

مادهٔ اولیه فلزی به‌صورت پودر یا سیم به محل مدنظر تغذیه می‌شود. امروزه ذوب بستر پودر از طریق پرتوهای پرانرژی لیزر و الکترونی به‌عنوان رایج‌ترین روش‌های تولید قطعات ساخت افزایشی شناخته می‌شود[2,12,13]. کیفیت بالای سطحی قطعات، امکان تولید قطعات پیچیده و ساختار مناسب نهایی قطعات پس از تولید ازجمله مهم‌ترین مزایای این فرایندهاست؛ اما نرخ پایین رسوب‌گذاری مهم‌ترین محدودیت آن‌هاست[14]. برای برطرف‌کردن این محدودیت می‌توان از روش‌های جایگزین مانند روش‌های جوشکاری قوسی با الکترود فلزی و گاز محافظ (GMAW)، جوشکاری قوسی با الکترود تنگستنی و گاز محافظ (GTAW) و جوشکاری پلاسما (PAW) با نرخ رسوب بسیار بالا استفاده کرد[14]. این روش‌ها به‌علت استفاده هم‌زمان از قوس و سیم با عنوان روش‌های ساخت افزایشی مبتنی بر سیم و قوس نامیده می‌شوند. از بین آن‌ها، روش GMAW به‌دلیل نرخ رسوب بسیار بالا و حفاظت حوضچه با گاز محافظ برای تولید آلیاژهای مختلف استفاده شده است[15,16]. باید خاطرنشان کرد که علاوه بر دقت ابعادی پایین و کیفیت سطحی کم، حرارت ورودی بالا از مهم‌ترین معایب این روش است، زیرا افزایش حرارت ورودی سبب تغییر شدید ریزساختار و خواص مکانیکی قطعه تولیدی می‌شود[17,18]. بنابراین در هنگام تولید قطعات از جنس آلیاژهای مختلف با فرایند ساخت افزایشی GMAW باید خواص آلیاژ تولیدی به‌دقت بررسی شود.

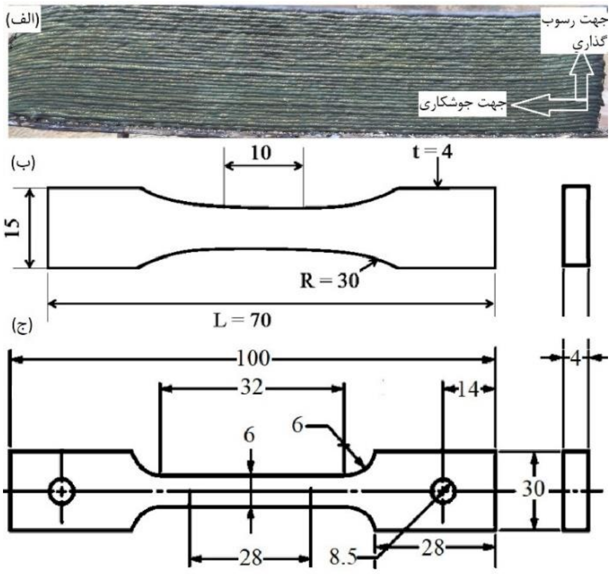
از بین آلیاژهای مختلف مهندسی، اینکونل ٦٢٥ یکی از آلیاژهای پایه نیکل است که در صنایع هوافضا و نظامی برای کاربردهای دمابالا استفاده می‌شود[17-19]. تاکنون تحقیقات مختلفی در زمینهٔ بررسی خواص قطعات تولیدشده از جنس این آلیاژ به‌وسیلهٔ فرایندهای ساخت افزایشی مانند ذوب بستر پودر با لیزر[20] ، پلاسما [19] و جوشکاری GTAW [21] انجام شده است. با مقایسهٔ نتایج این تحقیقات می‌توان دریافت که تغییر در نوع فرایند تولید سبب تغییر شدید در خواص مکانیکی قطعات تولیدی شده است. اخیرا صفرزاده و همکاران [18] تأثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار و خواص مکانیکی دیواره‌های تولیدی از جنس اینکونل ٦٢٥ با فرایند ساخت افزایشی GMAW را بررسی کردند. آن‌ها نشان دادند که تغییر متغیرهای فرایند و همچنین انجام عملیات حرارتی همگن‌سازی و پیرسازی سبب تغییر قابل توجه در ریزساختار و خواص مکانیکی دیواره شد. در ادامهٔ پژوهش مذکور، رفتار خستگی و کشش دمابالای دیواره‌های تهیه‌شده در شرایط پس از تولید و بدون انجام عملیات حرارتی بررسی شد که نتایج آن در این مقاله ارائه شده است.

مواد و روش تحقیق

مواد. به‌منظور تولید دیواره‌های آلیاژ اینکونل ٦٢٥، سیم‌جوش Ni-Cr-Mo3 با قطر ۰/۸ میلی‌متر ساخت شرکت ESAB خریداری شد. همچنین ورقی از جنس فولاد زنگ‌نزن ٣٠٤ به ابعاد ٤٠٠×٢٠×٤ میلی‌متر مکعب نیز به‌عنوان زیرلایه به‌کار رفت. برای جلوگیری از ورود ناخالصی‌ها به دورن حوضچه مذاب، سطح زیرلایه کاملا تمیز و خشک شد. ترکیب شیمیایی زیرلایه، سیم‌جوش و ترکیب شیمیایی اینکونل ٦٢٥ مطابق استاندارد ASTMB443 در جدول (۱) آمده است[22].

ساخت دیواره‌ها. رسوب‌گذاری لایه‌لایهٔ مذاب برای ساخت دیواره‌ها با دستگاه جوشکاری قوسی و الکترود فلزی و گاز محافظ ساخت شرکت جوشا (JOUSHA S-MIG-303C) با قطبیت معکوس انجام شد. متغیرهای انتخابی برای فرایند جوشکاری در جدول (۲) ذکر شده است. این متغیرها بر اساس پژوهش پیشین همین گروه تحقیقاتی انتخاب شد

[۱۸]. سه عدد دیواره با ارتفاع ۸۰، عرض ۷ و طول ۴۰۰ میلی‌متر با استفاده از ۳۲ پاس روی هم تولید شد. عرض ۷ میلی‌متری دیواره فقط با رسوب‌گذاری یک پاس جوشکاری ایجاد شد. بیشینه دمای بین‌پاسی ۱۵۰ درجه سلسیوس بود و هر لایه در خلاف جهت لایهٔ قبلی رسوب‌گذاری شد. از گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹ درصد و دبی ۱۵ لیتر بر دقیقه برای حفاظت حوضچه و قوس الکتریک استفاده شد. شکل (۱- الف) تصویر یکی از دیواره‌های تولیدی را نشان می‌دهد.



شکل ۱ الف: تصویر دیوارهٔ تولیدشده از جنس آلیاژ اینکونل ٦٢٥، ب: طرح‌واره ابعاد نمونه‌های آزمون کشش و خستگی، ج: طرح‌واره نمونهٔ آزمون کشش دمابالا مطابق با استاندارد ASTME21 [23] (واحد ابعاد: میلی‌متر)

جدول ۱ ترکیب شیمیایی سیم‌جوش اینکونل ٦٢٥، زیرلایه فولاد زنگ‌نزن ٣٠٤ و ترکیب شیمیایی آلیاژ اینکونل ٦٢٥ مطابق با استاندارد ASTM B443 [18]

عنصر	P	S	V	Fe	Ti	Al	Cu	Mo	Ni	Cr	Mn	Si	C
سیم اینکونل ٦٢٥	---	---	---	0.2	0.4	0.4	0.5	<0.5	Bal.	21.5	<0.5	<0.5	<0.1
فولاد زنگ‌نزن ٣٠٤	0.03	0.01	0.1	Bal.	---	0.1	0.3	0.1	8.2	18.4	1.5	0.3	0.02
ترکیب آلیاژ اینکونل ٦٢٥	---	---	---	<5.0	---	---	---	8.0-10.0	>58	20.0-23.0	<0.5	<0.5	<0.1

جدول ۲ متغیرهای فرایند جوشکاری [18]

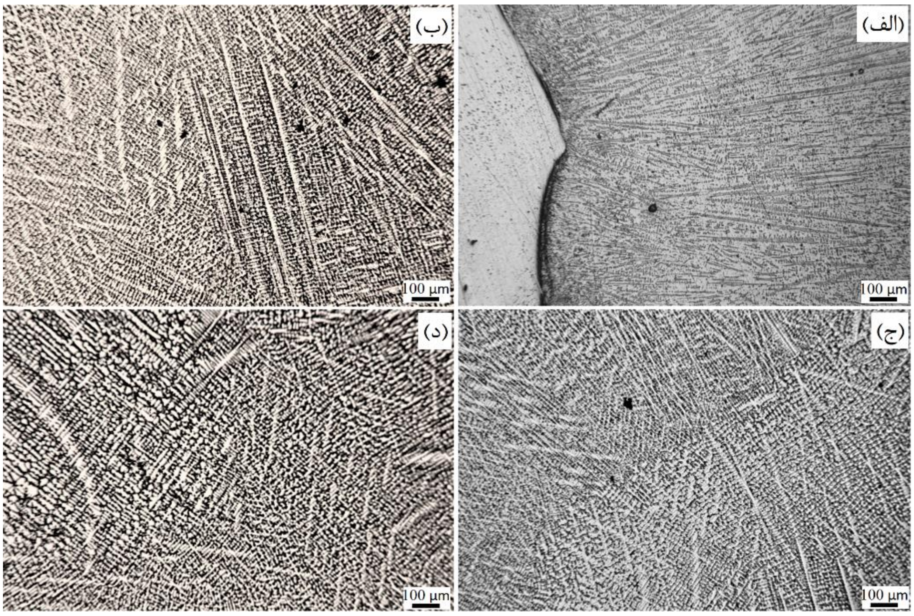
متغیر جوشکاری	مقدار
جریان (آمپر)	۱۰۰
ولتاژ (ولت)	۱۸
سرعت جوشکاری (میلی‌متر بر ثانیه)	۴/۶
دبی جریان گاز (لیتر بر دقیقه)	۱۵
سرعت تغذیه سیم (متر بر دقیقه)	۹/۵

بررسی ویژگی‌های دیواره‌ها. به‌منظور بررسی‌های ریزساختاری، آماده‌سازی اولیه سطح نمونه‌های متالوگرافی با استفاده از سنباده‌های مختلف و پرداخت نهایی با خمیر الماسه با اندازهٔ ذرات ۱ میکرون انجام شد. سپس، آشکارسازی فازها با استفاده از فرایند حکاکی الکترولیتی در محلول تری‌اکسید کروم (۹۰ میلی‌لیتر آب و ۱۰ گرم CrO_3) به‌مدت ۲۰ ثانیه صورت گرفت. درنهایت، نمونه‌ها با الکل شسته و خشک شدند. تصاویر ریزساختاری با میکروسکوپ نوری مدل Olympus و میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانیFESEM MIRA3 TESCAN تهیه شد. ترکیب شیمیایی فازها نیز با آنالیز طیف‌سنج انرژی (EDS SMAX) تعیین شد. به‌علاوه، برای شناسایی فازها در ساختار دیواره از آنالیز پراش پرتو ایکس (دستگاه Bruker Advanced D8) با طول موج مس در محدودهٔ ۲۰ تا ۹۰ درجه استفاده شد.

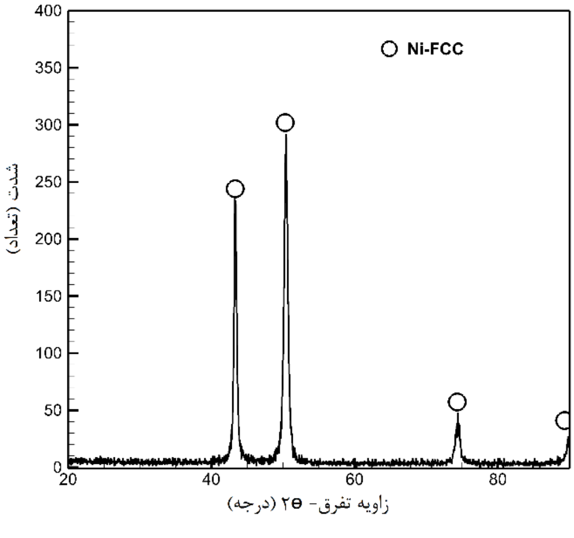
مقدار سختی در بخش‌های مختلف دیواره با دستگاه سختی‌سنج ویکرز مدل INNOVA TEST با بار اعمالی ۱ کیلوگرم و زمان آزمون ۱۰ ثانیه اندازه‌گیری شد. در هر مکان مقدار سختی در ۵ نقطه اندازه‌گیری و مقدار میانگین سختی گزارش شد. به‌منظور بررسی خواص کششی و خستگی، نمونه‌های کوچک با ابعاد نشان‌داده‌شده در شکل (۱-ب) با دستگاه وایرکات آماده شد. این نمونه‌ها در دو جهت مختلف از دیواره استخراج شد. در دستهٔ اول، محور طولی نمونه‌ها در راستای جوشکاری و در دستهٔ دوم محور طولی نمونه‌ها عمود بر جهت جوشکاری بود. در طول این مقاله خواص نمونه‌ها برای دستهٔ دوم با عنوان راستای رسوب‌گذاری معرفی شده است. ابعاد نمونه‌ها نیز مطابق پژوهش کوتیری و همکاران انتخاب شد[24]. برای هر جهت تولید، دو نمونه با دستگاه آزمون کشش Dartec با سرعت حرکت فک ۵ میلی‌متر بر دقیقه در دمای محیط کشیده شد. سپس، بر اساس نتایج آزمون کشش، آزمون خستگی کشش‌کشش با نسبت تنش ۰/۱ و فرکانس ۳۰ هرتز با دستگاه Dartec انجام شد. مقدار دامنه تنش در محدودهٔ ۲۱۲ تا ١٧٦ مگاپاسکال تغییر داده شد و تعداد سیکل منجر به شکست در هر نمونه اندازه‌گیری شد. شایان ذکر است که سطح تمامی نمونه‌ها قبل از انجام آزمون تا بیشینه زبری ۱ میکرومتر (Ra= 1μm) پولیش شده بود. حین آزمون، تغییر دمای نمونه‌ها در قسمت سنجه با استفاده از دوربین حرارتی FLIR C3-X ثبت شد. علاوه بر این، استحکام دمابالای دیواره در دمای ۷۰۰ درجه سلسیوس در جهت جوشکاری به‌دست آمد. شکل (۱-ج) طرح واره نمونهٔ کشش دمابالا مطابق استاندارد ASTM E21 را نشان می‌دهد. سرعت حرکت فک دستگاه در این آزمون ۰/۲ میلی‌متر بر دقیقه بود و قبل از شروع آزمون، هر نمونه برای هم‌دماشدن با کوره در دمای ذکرشده ۲۰ دقیقه نگهداری می‌شد. درنهایت سطح شکست تمامی نمونه‌ها با میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی بررسی شد.

نتایج و بحث

تصویر ریزساختار بخش‌های مختلف دیواره در شکل (۲-الف) تا (۲-د) آمده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، انجماد در تمامی بخش‌ها از نوع دندریتی بوده و برای رشد دندریت‌ها عمود بر زیرلایه است. میانگین فاصلهٔ بازوهای ثانویه در نزدیکی زیرلایه (شکل (۲-الف) حدود ٦ میکرومتر به‌دست آمد. با افزایش ارتفاع دیواره (شکل‌های ۲-ب تا ۲-د)، فاصلهٔ بازوها بیشتر شد تا اینکه در آخرین لایه به حدود ۱۵ میکرومتر رسید. این نتایج بیانگر افزایش اندازهٔ دانه با افزایش ارتفاع دیواره است. شکل (۲-ج) نیز نشان می‌دهد که در فصل مشترک دو لایهٔ متوالی، برخی از دندریت‌ها به‌صورت رونشستی(Epitaxial) رشد کرده و اندازهٔ آن‌ها در لایهٔ بعدی اندکی کاهش یافته است. نوع دانه‌های حاصل از انجماد در فرایند جوشکاری به نسبت $\left(\frac{G}{R}\right)$ و اندازهٔ دانه‌ها به مقدار حاصل‌ضرب G×R بستگی دارد[25]. در این روابط *G* شیب گرادیان دمایی و R سرعت انجماد است. با افزایش G×R اندازهٔ دانه‌ها کاهش می‌یابد. در هنگام رسوب‌دهی پاس‌های اولیه، به‌علت جذب گرما با زیرلایه، سرعت سردشدن بالا بوده که سبب تشکیل دندریت‌های ریز شده است. اما با افزایش ارتفاع دیواره و کاهش گرادیان دمایی و سرعت سردشدن، اندازهٔ دندریت‌ها افزایش یافته است. شکل (۳) الگوی پراش اشعهٔ ایکس دیواره را نشان می‌دهد. در طیف حاصل، فاز محلول جامد نیکل-کرم با ساختار مکعبی با وجوه مرکزدار (شماره کارت ۰٤٧-١٤١٧) به‌عنوان تنها فاز موجود در ساختار دیواره شناسایی شد.

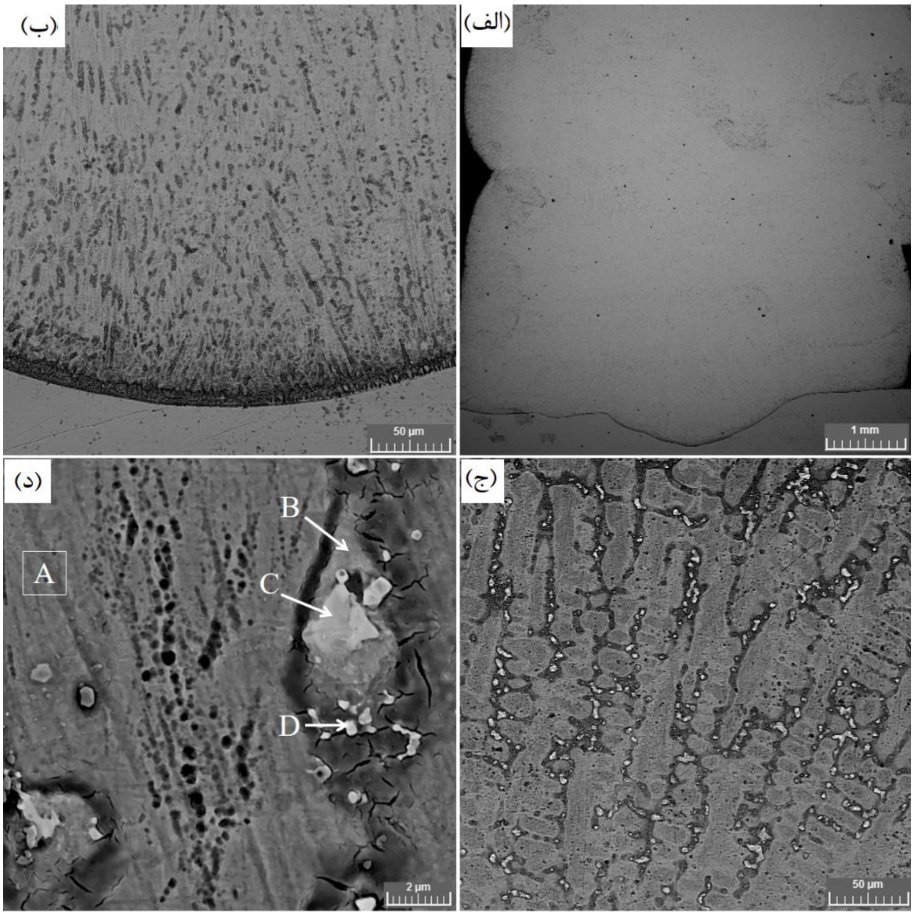


شکل ۲ ریزساختار قسمت‌های مختلف دیوارهٔ تولیدی، الف: نزدیکی زیرلایه، ب: پاس سوم، ج: فصل‌مشترک بین دو پاس، د: پاس نهایی



شکل ۳ الگوی پراش اشعهٔ ایکس دیوارهٔ آلیاژ اینکونل ٦٢٥

شکل (٤- الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی درشت‌ساختار دو لایهٔ اول رسوب‌داده‌شده به‌همراه زیرلایه را نشان می‌دهد. این تصویر نشان‌دهندهٔ برقراری اتصال قابل قبول بین زیرلایه و لایهٔ اول و همچنین بین لایه‌ها بوده و دیواره عاری از عیوب جوشکاری مانند ترک و حفره است. تصاویر با بزرگ‌نمایی بالاتر بخش‌های مختلف دیواره در شکل‌های(٤–ب) و (٤–ج) نشان‌دهنده تشکیل فازهای ثانویه در نواحی بین‌دندریتی است. درصد این فازها در نزدیکی زیرلایه شکل (٤- ب) بسیار کمتر از آخرین لایه شکل (٤– ج) است. تصویر بزرگ‌نمایی‌شده فازهای بین‌دندریتی در شکل (٤–د) نشان داده شده است. علاوه بر این، ترکیب شیمیایی فازهای مختلف نشان‌داده‌شده روی شکل (٤–د) در جدول (٣) آمده است. شایان ذکر است که غلظت کربن به‌علت محدودیت روش آنالیز طیف‌سنج انرژی در نتایج نیمه‌کمی ذکر نشده است.



شکل ٤الف تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی الف: درشت‌ساختار دو لایۀ اول رسوب‌داده‌شده به‌همراه زیرلایه، ب: ریزساختار دیواره در نزدیکی زیرلایه، ج: ریزساختار دیواره در لایۀ آخر و د: تصویر بزرگ‌نمایی‌شده فازهای ثانویه در ناحیه بین‌دندریتی در لایۀ آخر

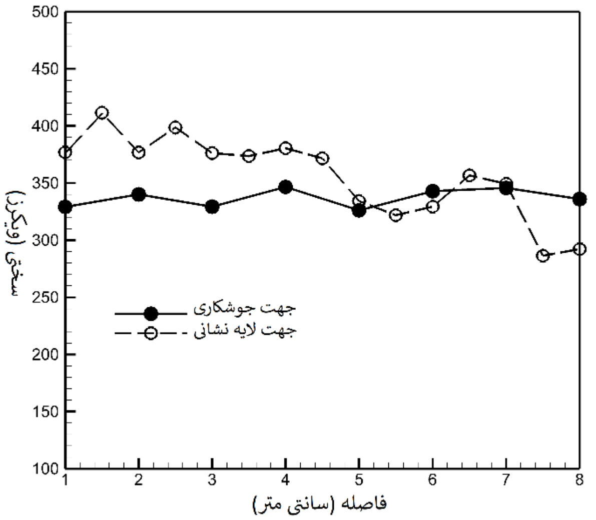
ملاحظه می‌شود که زمینه (نقطه A) غنی از نیکل، کرم، مولیبدن و مقدار اندکی آهن است. بنابراین باتوجه‌به نتایج دو آزمون پراش اشعۀ ایکس و طیف‌سنجی انرژی می‌توان نتیجه گرفت که زمینۀ آلیاژ از نوع فاز محلول جامد پایه نیکل است. در مقابل، فازهای ثانویه دارای شکل‌ها و کنتراست‌های مختلف هستند. در این میان ذرات ریز سفیدرنگ (نقطه D) با غلظت بالای نیوبیوم، مولیبدن، کرم و کربن به‌احتمال فراوان ذرات کاربید (Nb,Cr,Cr)C هستند. علاوه‌بر این، یک فاز سفیدرنگ (نقطه C) با یک فاز خاکستری‌رنگ با علامت مشخصه B احاطه شده است. به‌منظور شناسایی ماهیت این فازها، مسیر انجمادی آلیاژ بررسی شد. تحقیقات ژو و همکاران [19] نشان داد که ترکیبات میانی مانند فاز لاوه با ساختار A_2B (A: Ni,Cr,Fe; B: Nb, Mo, Ti)، فاز دلتا با ترکیب Ni_3Nb و فاز کاربید MC در حین رسوب‌گذاری آلیاژ اینکونل ٦٢٥ با فرایند ساخت افزایشی قوس پلاسما تشکیل شد. این محققان بیان کردند که انجماد آلیاژ اینکونل ٦٢٥ با تشکیل فاز آستنیت آغاز می‌شود. در ادامه، فاز کاربید و آستنیت طی یک واکنش یوتکتیک دوتایی از فاز مذاب به‌وجود می‌آید. درنهایت، مذاب باقی‌مانده در یک واکنش یوتکتیک سه‌تایی به فازهای آستنیت، دلتا و لاوه تبدیل می‌شود. از آنجا که آخرین مرحلۀ انجماد در نواحی بین‌دندریتی اتفاق می‌افتد، فازهای ثانویه نیز در این ناحیه تشکیل شده‌اند. با افزایش ارتفاع دیواره و کاهش سرعت انجماد و همچنین افزایش اندازۀ دندریت‌ها، میزان جدایش عناصر بیشتر شد، بنابراین غلظت فازهای ثانویه در نواحی بین‌دندریتی افزایش یافت.

تشکیل فاز لاوه در ساختار دیوارهٔ تولیدشده با فرایند جوشکاری قوسی با الکترود تنگستنی و گاز محافظ با وانگ و همکارانش [17] نیز تأیید شده است. باتوجه‌به آنچه بیان شد، می‌توان مشاهده کرد که مجموع درصد اتمی عناصر کرم، نیکل و آهن در نقطه C برابر با ٦٤/٤ و مجموع درصد اتمی عناصر نیوبیم، مولیبدن و تیتانیم ٣٥/٦ درصد است. نسبت این دو مقدار مطابق نسبت آن‌ها در فاز لاوه با فرمول A_2B است. از سوی دیگر، این دو مقدار در نقطه B به‌ترتیب برابر با ۸۱/۷ و ۱۸/۳ درصد اتمی بود که مشابه ترکیب فاز دلتا با فرمول $(Ni,Cr,Fe)_3(Nb,Mo)$ است. درصد حجمی فازهای ثانویه با استفاده از نرم‌افزار آنالیز تصاویر متالوگرافی Image J در شکل (٤ – ج) در حدود ۳/۵ درصد محاسبه شد که کمتر از حد تشخیص آنالیز پراش اشعهٔ ایکس است. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که علاوه بر فاز محلول جامد پایه نیکل، فازهای دلتا، لاوه و کاربید نیز در ساختار دیواره تشکیل شده است؛ اما به‌دلیل پایین‌بودن درصد آن‌ها از طریق آنالیز پراش اشعهٔ ایکس شناسایی نشدند.

جدول ۳ ترکیب شیمیایی فازهای مختلف نشان‌داده‌شده روی شکل (٤–د)

ناحیه آنالیزشده	ترکیب شیمیایی (درصد اتمی)					
	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo	Ti
نقطه A	۲۴/۸	۲/۴	۶۰/۶	۵/۱	۷/۱	---
نقطه B	۲۲/۸	۰/۴	۵۸/۵	۹/۴	۸/۹	---
نقطه C	۱۸/۷	۱/۶	۴۴/۱	۲۰/۴	۱۵/۲	
نقطه D	۱۲/۴	۰/۸	۲۷/۴	۴۹/۱	۵/۹	۳/۴

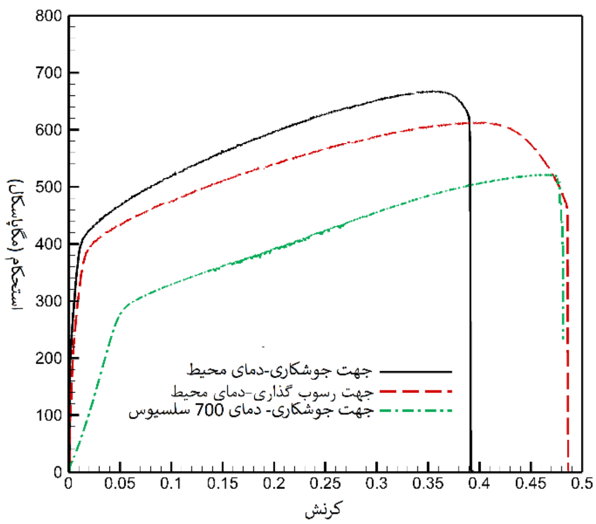
شکل (۵) تغییرات سختی در دو راستای جوشکاری و رسوب‌گذاری را نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود که در راستای جوشکاری، به‌دلیل یکنواخت‌بودن ریزساختار، مقدار سختی نیز ثابت است. اما در راستای رسوب‌گذاری، مقدار سختی نوسانات بیشتری داشته و با افزایش فاصله از زیرلایه کاهش یافته است. نوسانات سختی را می‌توان به تغییر ریزساختار در هر پاس نسبت داد. علاوه‌بر این، استحکام‌دهی آلیاژ اینکونل ٦٢٥ عموما با مکانیسم محلول جامد انجام می‌شود. همان‌طور که نشان داده شد، سرعت بالای سردشدن در نزدیکی زیرلایه سبب تشکیل دندریت‌های ریز شد. علاوه‌بر این، انجماد سریع مانع از جدایش عناصر آلیاژی و تشکیل گستردهٔ فازهای بین‌دندریتی در این ناحیه شد؛ اما، با افزایش فاصله از زیرلایه علاوه بر افزایش اندازهٔ دانه، درصد فازهای ثانویهٔ بین‌دندریتی نیز افزایش یافت. صفرزاده و همکاران[18] نشان دادند که با انجام عملیات حرارتی همگن‌سازی و انحلال فازهای ثانویهٔ لاوه و دلتا در زمینه، سختی دیواره آلیاژ اینکونل ٦٢٥ افزایش یافت. بنابراین، کاهش سختی با افزایش ارتفاع دیواره را می‌توان به افزایش اندازهٔ دانه و همچنین خروج عناصر آلیاژی از درون دندریت‌ها و جدایش آن‌ها در نواحی بین‌دندریتی و در نتیجه، تشکیل غیریکنواخت فازهای ثانویه نسبت داد.



شکل ۵ تغییرات سختی ویکرز با بار اعمالی ۱ کیلوگرم در دو راستای جوشکاری و رسوب‌گذاری

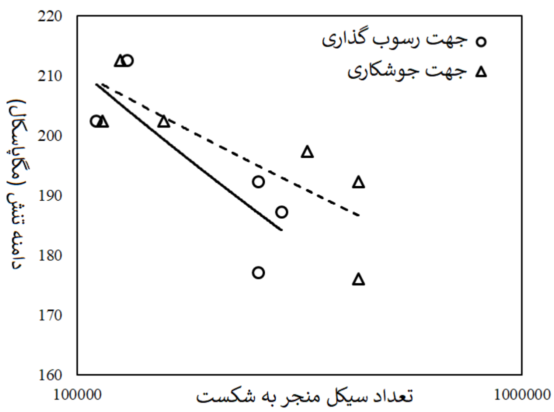
منحنی تنش‌کرنش نمونه‌های استخراج‌شده در راستای جوشکاری و راستای رسوب‌گذاری در دمای محیط، در شکل (٦) آمده است. ملاحظه می‌شود که مقدار استحکام تسلیم، استحکام کششی و قابلیت تغییر طول در راستای جوشکاری به‌ترتیب ٤١٣و ٦٧٧ مگاپاسکال و ٣٩ درصد است. از سوی دیگر مقدار این خواص در راستای رسوب‌گذاری به‌ترتیب برابر با ٣٨٧ و ٦٢٣ مگاپاسکال و ٤٨درصد اندازه‌گیری شد. با مقایسهٔ این نتایج مشاهده می‌شود که مقدار استحکام تسلیم و استحکام کششی در جهت جوشکاری به‌ترتیب در حدود ٦/٧ و ٨/٦ درصد بالاتر از راستای رسوب‌گذاری است. با

افزایش دمای آزمون تا ۷۰۰ درجه سلسیوس، مقدار استحکام تسلیم و استحکام کششی در راستای جوشکاری تا مقادیر ۲۷۵ و ۵۲۱ مگاپاسکال کاهش و مقدار قابلیت تغییر طول تا ٤٧درصد افزایش یافت. علاوه بر این، افزایش دما سبب کاهش قابل‌توجه مدول الاستیک شد. شایان ذکر است که حداقل استحکام تسلیم، استحکام کششی و قابلیت تغییر طول مورد نیاز آلیاژ اینکونل ٦٢٥ تولیدشده با فرایند ساخت افزایشی ذوب انتخابی لیزر مطابق استاندارد ASTM F3056 [26] به‌ترتیب برابر با ۲۷۵ و ٤٨٥ مگاپاسکال و ۳۰ درصد است. بنابراین، همان‌گونه که ملاحظه می‌شود، خواص کششی دیواره تولیدی نه‌تنها در دمای محیط، بلکه در دمای ۷۰۰ درجه سلسیوس نیز بالاتر از حداقل‌های موردنیاز در این استاندارد است. بنابراین، اگر استاندارد ASTM F3056 مبنای کاربرد آلیاژ اینکونل ٦٢٥ تولیدشده با فرایند ساخت افزایشی باشد، با اطمینان کامل می‌توان از دیواره‌های تولیدی در این پژوهش استفاده کرد.



شکل ٦ منحنی تنش‌کرنش نمونه‌های استخراج‌شده در راستای جوشکاری و راستای رسوب‌گذاری در دمای محیط و دمای ۷۰۰درجه سلسیوس

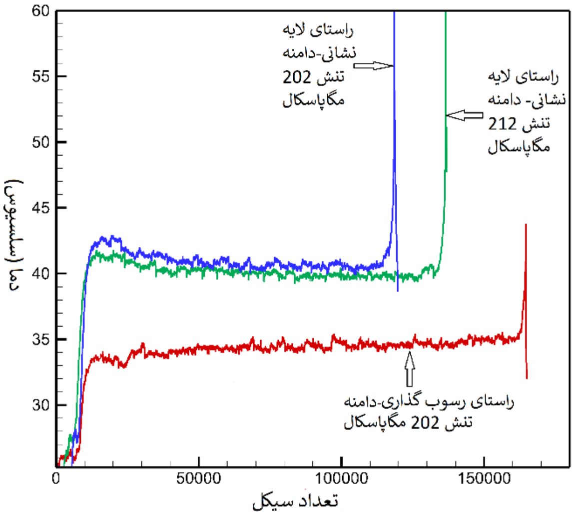
نتایج آزمون خستگی دیوارهٔ تولیدی، در دو جهت راستای جوشکاری و راستای رسوب‌گذاری، در قالب منحنی تنش‌تعداد سیکل منجر به شکست (S-N) در شکل (۷) ارائه شده است. به‌دلیل آنکه مقدار دامنهٔ تنش انتخابی کمتر از ۲/۳ تنش تسلیم دیواره بود، تعداد سیکل منجر به شکست در تمامی نمونه‌ها بیشتر از ۱۰^۵ و در محدودهٔ خستگی سیکل بالا قرار گرفت. همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود، در محدودهٔ دامنه تنش انتخابی، رفتار خستگی دیواره در دامنهٔ تنش‌های بالا تفاوت چندانی ندارد و تعداد سیکل‌های منجر به شکست در هر دو جهت تقریبا یکسان است. اما با کاهش دامنهٔ تنش، تعداد سیکل‌های منجر به شکست در راستای جوشکاری افزایش می یابد و دیواره از خود رفتار خستگی بهتری نشان می‌دهد. این امر احتمالا به‌دلیل استحکام تسلیم بالاتر و بنابراین پایین‌تربودن مقدار تغییر شکل پلاستیک در هر سیکل در راستای جوشکاری است که درنهایت سبب افزایش مجموع تعداد سیکل منجر به شکست شده است. به‌منظور تأیید دلیل بیان‌شده، مقدار دمای نمونه‌ها در ناحیهٔ سنجه در سرتاسر آزمون خستگی اندازه‌گیری شد. اندازه‌گیری دما با این فرض انجام شد که اگر در حین انجام آزمون در نمونه‌ها تغییر شکل پلاستیک اتفاق می‌افتد، بخشی از انرژی تغییر شکل به‌صورت گرما آزاد و سبب افزایش دمای نمونه‌ها می‌شود.



شکل ۷ نتایج آزمون خستگی دیوارهٔ تولیدی در دو جهت راستای جوشکاری و راستای رسوب‌گذاری در قالب منحنی تنش‌تعداد سیکل منجر به شکست (S-N)

شکل (۸) منحنی تغییرات دمای نمونه‌های استخراج‌شده در راستای جوشکاری و عمود بر راستای جوشکاری بارگذاری‌شده در دو دامنهٔ تنش مختلف را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که با گذشت حدود ۱۰ هزار سیکل، دمای

نمونه‌های راستای رسوب‌گذاری تا محدوده ٤٠ تا ٤٣ درجهٔ سلسیوس افزایش یافته و تقریبا تا انتهای فرایند ثابت مانده است. علاوه‌بر این، تغییر دامنهٔ تنش تأثیر چندانی بر دمای نمونه‌ها نداشته است.

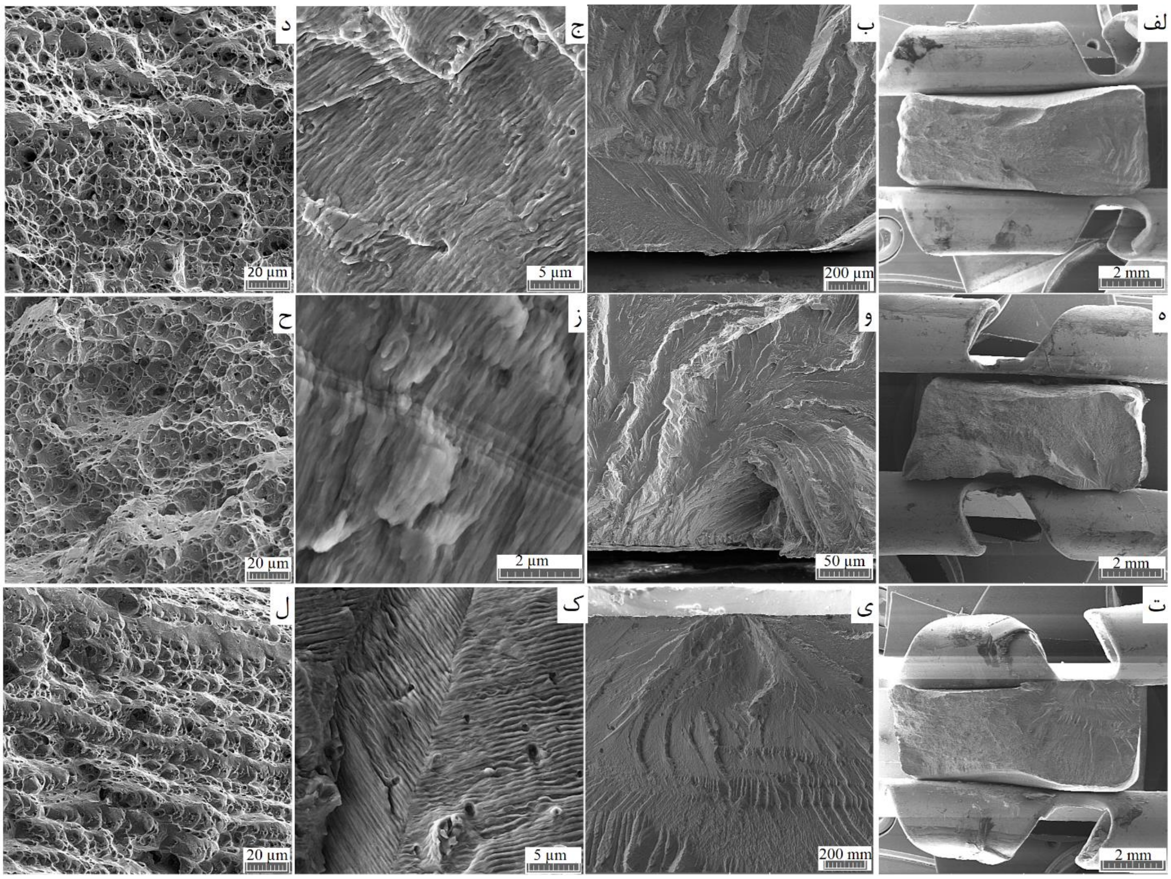


شکل ۸ منحنی تغییرات دمای نمونه‌های استخراج‌شده در راستای جوشکاری و عمود بر راستای جوشکاری در حین آزمون خستگی دو دامنهٔ تنش مختلف

شایان ذکر است که تمامی آزمون‌های خستگی در زمان ۲۰ روز و در بازه زمانی ۱۷ فروردین‌ماه تا ٦ اردیبهشت‌ماه در تهران انجام شد و به‌طور میانگین، مدت آزمون هر نمونه یک روز کاری بود. دمای هوا نیز در روزهای مختلف و در بازه زمانی آزمون بین ۱۲ تا ۱۷ درجه سلسیوس متغیر بود. بنابراین اختلاف اندک در دمای اندازه‌گیری‌شده در نمونه‌های راستای رسوب‌گذاری احتمالا به‌دلیل تغییر دمای هوا در روزهای مختلف بوده است. به‌علاوه، افزایش شدید دما در انتهای آزمون احتمالا به‌دلیل تغییر شکل شدید ایجادشده در مرحلهٔ شکست نهایی آزمونه‌هاست. ازسوی دیگر، بیشینه دمای نمونه در راستای جوشکاری در حدود ۳۳ درجه سلسیوس ثبت شد که به‌میزان قابل‌توجهی کمتر از نمونه‌های قبلی است. همان‌گونه که بیان شد، این اختلاف دما احتمالا به‌دلیل بالاتربودن تنش تسلیم دیوارهٔ تولیدی در راستای جوشکاری و تغییر شکل پلاستیک کمتر در مرحله رشد پایدار ترک است.

شکل (۹) سطوح شکست نمونه‌های آزمون خستگی را نشان می‌دهد. نمای کلی از سطح شکست نمونهٔ استخراج‌شده در راستای رسوب‌گذاری که در دامنه تنش ۲۰۲ مگاپاسکال شکسته شده است، در شکل (۹-الف) آمده است. نواحی مختلف شکست شامل ناحیهٔ جوانه‌زنی، رشد پایدار و شکست نهایی به‌وضوح در تصویر قابل تشخیص است. تصاویر با بزرگ‌نمایی بالاتر این نواحی در شکل‌های ۹ب تا ۹د ارائه شده است. تصاویر سطح شکست نمونه‌های بارگذاری‌شده با دامنهٔ تنش ۱۷۵ مگاپاسکال در راستای رسوب‌گذاری و راستای جوشکاری نیز به‌ترتیب در شکل‌های ۹ه تا ۹ح و ۹ت تا ۹ل آمده است. ملاحظه می‌شود که در تمامی نمونه‌ها، جوانه‌زنی ترک از سطح و یک نقطه انجام شده است. جوانه‌زنی سطحی ترک‌ها بیانگر عاری‌بودن دیوارهٔ تولیدی از عیوبی مانند ترک و حفره است. زیرا حضور این عیوب می‌تواند به‌عنوان منشأ جوانه‌زنی ترک عمل کند. نتایج تحقیقات پیشین در زمینهٔ بررسی رفتار خستگی دیواره‌های تولیدی آلیاژ اینکونل ٦٢٥ با فرایند ذوب بستر پودر با لیزر نشان داد که حضور عیوب مانند حفرات به جوانه‌زنی ترک در نواحی داخلی آزمونه‌ها منجر شده بود [24]. پس از جوانه‌زنی، رشد پایدار ترک با تشکیل خطوط ساحلی (Striations) انجام شده و با رسیدن اندازهٔ آن به حد بحرانی، شکست نهایی با مکانیسم شکست نرم و تشکیل حفرات در سطح شکست اتفاق افتاده است. با جمع‌بندی نتایج، ملاحظه می‌شود که ریزساختار دیواره‌های تولیدی از جنس آلیاژ اینکونل ٦٢٥ به‌روش ساخت افزایشی مبتنی بر سیم و قوس در جهات مختلف دارای اندکی ناهمگنی است که سبب تغییر خواص کششی، سختی و مقاومت به خستگی شده است. در تحقیقات پیش رو این ناهمگنی را می‌توان به روش‌های مختلف مانند کنترل متغیرهای تولید یا عملیات حرارتی پس از تولید برطرف کرد

.



شکل ۹ سطح شکست نمونه‌های آزمون خستگی به‌همراه تصاویر با بزرگ‌نمایی مختلف نواحی مختلف شکست شامل ناحیهٔ جوانه‌زنی ترک، رشد پایدار و شکست نهایی در نمونه‌های الف تا د: استخراج‌شده در راستای رسوب‌گذاری و بارگذاری‌شده با دامنهٔ تنش ۲۰۲ مگاپاسکال، ه تا ح: استخراج‌شده در راستای رسوب‌گذاری و بارگذاری‌شده با دامنهٔ تنش ۱۷۵ مگاپاسکال، ت تا ل: استخراج‌شده در راستای جوشکاری و بارگذاری‌شده با دامنهٔ تنش ۱۷۵ مگاپاسکال

نتیجه گیری

۱- در فرایند ساخت افزایشی مبتنی بر سیم و قوس آلیاژ اینکونل ٦٢٥، ریزساختار پس از انجماد حاوی دانه‌های دندریتی بود و با افزایش ارتفاع دیواره و فاصله‌گرفتن از زیرلایه، اندازهٔ دندریت‌ها افزایش یافت. علاوه‌بر این، جدایش عناصر نیکل، کروم، نیوبیوم و کربن در نواحی بین‌دندریتی سبب تشکیل فازهای ثانویهٔ کاربید نیوبیوم، لاوه و دلتا شد.

۲- خواص مکانیکی دیوارهٔ تولیدشده شامل استحکام کششی، استحکام تسلیم و سختی در راستای جوشکاری و رسوب‌گذاری متفاوت است. نتایج آزمون کشش دمابالا نشان داد که افزایش دما سبب کاهش استحکام کششی و استحکام تسلیم و افزایش شکل‌پذیری آلیاژ شد.

۳- با مقایسهٔ نتایج آزمون کشش با استاندارد مربوط به حداقل خواص قابل‌قبول قطعات ساخت افزایشی از جنس آلیاژ اینکونل ٦٢٥ با فرایند ذوب بستر پودر با پرتو لیزر مشخص شد که قطعات تولیدشده از طریق روش ساخت افزایشی مبتنی بر سیم و قوس امکان کاربرد صنعتی دارد.

٤- نتایج آزمون خستگی نشان داد که رفتار خستگی آلیاژ در راستای جوشکاری اندکی بهتر از راستای رسوب‌گذاری

است. بررسی‌های سطوح شکست خستگی نیز نشان داد که شکست در تمامی نمونه‌ها از سطح آغاز شد و پس از رشد پایدار ترک، شکست نهایی با مکانیسم نرم اتفاق افتاد.

مراجع

1. Altıparmak, S.C., Yardley, V.A., Shi, Z. and Lin, J., "Challenges in additive manufacturing of high-strength aluminium alloys and current developments in hybrid additive manufacturing", *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, Vol. 4, pp. 246-261, (2021).
2. Huang, W., Chen, S., Xiao, J., Jiang, X. and Jia, Y., "Laser wire-feed metal additive manufacturing of the Al alloy", *Optics & Laser Technology*, Vol. 134, 106627, pp. 1-9, (2021).
3. Mishra, G.K., Paul, C.P., Rai, A.K., Agrawal, A.K., Rai, S.K. and Bindra, K.S., "Experimental investigation on Laser Directed Energy Deposition based additive manufacturing of Al_2O_3 bulk structures", *Ceramics International*, Vol. 47, pp. 5708-5720, (2021).
4. Molina, C., Araujo, A., Bell, K., Mendez, P.F. and Chapetti, M., "Fatigue life of laser additive manufacturing repaired steel component", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 241, 107417, pp. 1-11, (2021).
5. Ning, J., Yu, Z.S., Sun, K., Hu, M.J., Zhang, L.X., Zhang, Y.B. and Zhang, L.J., "Comparison of microstructures and properties of X80 pipeline steel additively manufactured based on laser welding with filler wire and cold metal transfer", *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 10, pp. 752-768, (2021).
6. Oliveira, J.P., LaLonde, A.D. and Ma, J., "Processing parameters in laser powder bed fusion metal additive manufacturing", *Materials & Design*, Vol. 193, 108762, pp. 1-12, (2020).
7. Rovira, D.S., Nielsen, H.M., Taboryski, R. and Bunea, A.I., "Additive manufacturing of polymeric scaffolds for biomimetic cell membrane engineering", *Materials & Design*, Vol. 201, 109486, pp. 1-11, (2021).
8. Wei, W., Zhang, Q., Wu, W., Cao, H., Shen, J., Fan, S. and Duan, X., "Agglomeration-free nanoscale TiC reinforced titanium matrix composites achieved by in-situ laser additive manufacturing", *Scripta Materialia*, Vol. 187, pp. 310-316, (2020).
9. Yu, Q., Wang, C., Zhao, Z., Dong, C. and Zhang, Y., "New Ni-based superalloys designed for laser additive manufacturing", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 86, 157979, pp.1-12, (2020).
10. Zhang, K., He, R., Ding, G., Bai, X. and Fang, D., "Effects of fine grains and sintering additives on stereolithography additive manufactured Al_2O_3 ceramic", *Ceramics International*, Vol. 47, pp. 2303-2310, (2021).
11. Todaro, C.J., Easton, M.A., Qiu, D., Brandt, M., StJohn, D.H. and Qian, M., "Grain refinement of stainless steel in ultrasound-assisted additive manufacturing", *Additive Manufacturing*, Vol. 37, 101632, (2021).
12. Tarasov, S.Y., Filippov, A.V., Shamarin, N.N., Fortuna, S.V., Maier, G.G. and Kolubaev, E.A., "Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 803, pp. 364-370, (2019).
13. Zhang, G., Xiong, H., Yu, H., Qin, R., Liu, W. and Yuan, H., "Microstructure evolution and mechanical properties of wire-feed electron beam additive manufactured Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr alloy with different

subtransus heat treatments", *Materials & Design*, Vol. 195, 109063, pp. 1-12, (2020).

14. Bhuvanesh Kumar, M. and Sathiya, P., "Methods and materials for additive manufacturing: A critical review on advancements and challenges", *Thin-Walled Structures*, Vol. 159, 107228, pp. 1-42, (2020).
15. Fu, R., Tang, S., Lu, J., Cui, Y., Li, Z., Zhang, H., Xu, T., Chen, Z. and Liu, C., "Hot-wire arc additive manufacturing of aluminum alloy with reduced porosity and high deposition rate", *Materials & Design*, Vol. 199, 109370, pp. 1-13, (2021).
16. Jafari, D., Vaneker, T.H.J. and Gibson, I., "Wire and arc additive manufacturing: Opportunities and challenges to control the quality and accuracy of manufactured parts", *Materials & Design*, Vol. 202, 109471, pp. 1-50, (2021).
17. Yangfan, W., Xizhang, C. and Chuanchu, S., "Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 fabricated by wire-arc additive manufacturing", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 374, pp. 116-123, (2019).
18. Safarzade, A., Sharifitabar, M. and Shafiee Afarani, M., "Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy fabricated by wire arc additive manufacturing process", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 30, pp. 3016-3030, (2020).
19. Xu, F., Lv, Y., Liu, Y., Shu, F., He, P. and Xu, B., "Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Inconel 625 Alloy during Pulsed Plasma Arc Deposition Process", *Journal of Materials Science & Technology*, Vol. 29, pp. 480-488, (2013).
20. Dhinakaran, V., Ajith, J., Fathima Yasin Fahmidha, A., Jagadeesha, T., Sathish, T. and Stalin, B., "Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) process of nickel based superalloys – A review", *Materials Today: Proceedings*, Vol. 21, pp. 920-925, (2020).
21. Wang, J.F., Sun, Q.J., Wang, H., Liu, J.P. and Feng, J.C., "Effect of location on microstructure and mechanical properties of additive layer manufactured Inconel 625 using gas tungsten arc welding", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 676, pp. 395-405, (2016).
22. ASTM B443-19, "Standard Specification for Nickel-Chromium-Molybdenum-Columbium Alloy and Nickel-Chromium-Molybdenum-Silicon Alloy Plate, Sheet, and Strip", ASTM International, West Conshohocken, PA, (2019).
23. ASTM E21-20, "Standard Test Methods for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials", ASTM International, West Conshohocken, PA, (2020).
24. Koutiri, I., Pessard, E., Peyre, P., Amlou, O. and De Terris, T., "Influence of SLM process parameters on the surface finish, porosity rate and fatigue behavior of as-built Inconel 625 parts", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 255, pp. 536-546, (2018).
25. Kou, S. "Welding Metallurgy: Basic Solidification Concepts", John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, pp. 143-169, (2002).
26. ASTM, ASTM F3056-14e1, "Standard Specification for Additive Manufacturing Nickel Alloy (UNS N06625) with Powder Bed Fusion", ASTM International, West Conshohocken, PA, (2014).